

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **09143610 A**(43) Date of publication of application: **03.06.97**

(51) Int. Cl. **C22C 38/00**
C21D 8/00
C22C 38/24
C22C 38/60

(21) Application number: **07296778**(22) Date of filing: **15.11.95**(71) Applicant: **KOBE STEEL LTD**

(72) Inventor: **NAKATANI YOSHIYUKI**
MATSUSHIMA YOSHITAKE
ABE SATOSHI

(54) **HOT FORGED NON-HEAT TREATED STEEL
 HAVING HIGH FATIGUE STRENGTH AND ITS
 PRODUCTION**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a hot forged non-heat treated steel having fatigue strength higher than that of the conventional non-heat treated steel without deteriorating its machinability and furthermore having about 70 to 100kgf/mm² tensile strength.

SOLUTION: The componental compsn. of this steel is composed of, by mass, 0.15 to 0.60% C, 0.05 to 2.5% Si,

0.3 to 2.5% Mn, 0.01 to 0.10% S, 0.05 to 2.5% Cr, 0.05 to 0.5% V, 0.01 to 0.060% Al, 0.005 to 0.030% N and 0.001 to 0.005% O, and the balance Fe with inevitable impurities. The structure obtd. after the steel is subjected to hot forging is formed of a ferritic-pearlitic one, and moreover, as for the pearlitic structure, the average grain size is regulated to ≤ 3.0 , the average colony size in the pearlite is regulated to $\leq 20\mu\text{m}$, and the average lamellar distance is regulated to $\leq 0.30\mu\text{m}$.

COPYRIGHT: (C)1997,JPO

BEST AVAILABLE COPY

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平9-143610

(43)公開日 平成9年(1997)6月3日

(51)Int.Cl.*	識別記号	庁内整理番号	FI	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	8 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
C 2 1 D 8/00		9270-4K	C 2 1 D 8/00	B
C 2 2 C 38/24			C 2 2 C 38/24	
38/60			38/60	

審査請求 未請求 請求項の数 4 OL (全 9 頁)

(21)出願番号	特願平7-296778	(71)出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号
(22)出願日	平成7年(1995)11月15日	(72)発明者	中谷 良行 兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会 社神戸製鋼所神戸製鉄所内
		(72)発明者	松島 義武 兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会 社神戸製鋼所神戸製鉄所内
		(72)発明者	安部 聡 兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会 社神戸製鋼所神戸製鉄所内
		(74)代理人	弁理士 植木 久一

(54)【発明の名称】 高疲労強度を有する熱間鍛造非調質鋼および鍛造品の製造方法

(57)【要約】

【課題】 被削性を低下させることなく従来の非調質鋼に比べて高い疲労強度を有すると共に引張強さが70～100kgf/mm²程度の熱間鍛造非調質鋼を提供する。

【解決手段】 鋼の成分組成がC:0.15～0.60% (質量%、以下同じ)、Si:0.05～2.5%、Mn:0.3～2.5%、S:0.01～0.10%、Cr:0.05～2.5%、V:0.05～0.5%、Al:0.01～0.060%、N:0.005～0.030%、O:0.001～0.005%、並びに残部:Feおよび不可避不純物からなり、該鋼を熱間鍛造した後の組織がフェライト・パーライト組織を有すると共に、該パーライト組織が平均粒度番号:3.0以上、パーライト中の平均コロニーサイズ:20μm以下、および平均ラメラ間隔:0.30μm以下の要件を満足する熱間鍛造非調質鋼である。

(2)

特開平9-143610

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 鋼の成分組成がC：0.15～0.60%（質量%、以下同じ）、Si：0.05～2.5%、Mn：0.3～2.5%、S：0.01～0.10%、Cr：0.05～2.5%、V：0.05～0.5%、Al：0.01～0.060%、N：0.005～0.030%、O：0.001～0.005%、並びに残部：Feおよび不可避不純物からなり、該鋼を熱間鍛造した後の組織がフェライト・パーライト組織を有すると共に、該パーライト組織が平均粒度番号：3.0以上、パーライト中の平均コロニーサイズ：20μm以下、および平均ラメラ間隔：0.30μm以下の要件を満足することを特徴とする高疲労強度を有する熱間鍛造非調質鋼。

【請求項2】 更に、Nb：0.05%以下（0%を含まない）、Ti：0.05%以下（0%を含まない）、Zr：0.1%以下（0%を含まない）、Mo：1%以下（0%を含まない）およびNi：1%以下（0%を含まない）よりなる群から選択される少なくとも1種を含有するものである請求項1に記載の熱間鍛造非調質鋼。

【請求項3】 更に他の元素として、Pb：0.3%以下、Ca：0.01%以下、Te：0.3%以下およびBi：0.3%以下よりなる群から選択される少なくとも1種を含有するものである請求項1または2に記載の熱間鍛造非調質鋼。

【請求項4】 熱間鍛造終了温度：1000～1250℃、および800～300℃における冷却速度：0.1～5℃/secに制御することによって鍛造品を製造する方法において、

請求項1～3のいずれかに記載の成分組成を有する鋼を用いると共に、

熱間鍛造時の鋼材加熱温度（T）が下記式を満足することを特徴とする鍛造品の製造方法。

$$T(^{\circ}\text{C}) \geq \{30400 / (20.5 - \log [V]^{1/2} \cdot [C]^{1/2})\} - 300$$

（式中、[] は各元素の質量%をそれぞれ意味する）

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、自動車や建設機械等の機械構造用部品に用いられる高疲労強度を有する熱間鍛造非調質鋼および該非調質鋼を用いて鍛造品を効率よく製造する方法に関し、特に熱間鍛造後に実施される焼入れ・焼戻しの調質処理を省略し非調質のままでも高疲労強度が得られると共に、被削性を低下させることなく高い引張強さを得ることのできる安価な熱間鍛造非調質鋼および鍛造品の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 自動車や建設機械等に用いられる機械構造用部品は、通常機械構造用炭素鋼や機械構造用合金鋼

2

を素材とし、必要な強度と靱性を確保するため熱間鍛造後に焼入れ・焼戻し処理を行なうことによって製造されてきた。しかし近年、上記の様な調質処理に要するエネルギーの節約と仕掛け品の削減によるコスト低減を目的として、例えばJIS G 4051に規定される機械構造用炭素鋼やJIS G 4106に規定される機械構造用マンガン鋼などに、VやNb等の析出硬化型元素を添加した非調質鋼が開発され、自動車のエンジン部品や足回り部品あるいは建設機械部品等に適用されている。

【0003】 これらの非調質鋼は、熱間鍛造の後冷却して組織をフェライト・パーライト混合組織とし、フェライト部にVやNb等の炭化物や窒化物を析出させることによって目標強度を得るものであり、この様な非調質鋼を使用すると、熱間鍛造後の焼入れ・焼戻し処理を省略することができ、更には焼入れ時に発生する熱処理歪みが減少するためその後の矯正加工が簡略化されるといった利点に加えて、焼割れが発生しにくくなって焼割れによる不良品の発生率も減少し、部品製造コストを大幅に低減することが可能となる。

【0004】 しかしながら、自動車におけるエンジンの高出力化や部品の小型・軽量化への最近の動向に伴って、上記非調質鋼を用いて製造される機械構造用部品についても部材の高強度化が切望されている。現在、これらの部品の高強度化を図るうえでネックとなっているのは疲労強度であり、この疲労強度を向上させるべく様々な検討がなされている。そのなかでもフェライト・パーライト組織を有する非調質鋼の疲労強度を向上させるための最も簡便な方法は、鋼材のC量を高め、硬質組織であるパーライト量を増加させることによって、部材全体の硬さや引張強さを高めることである。しかしながら、硬さや引張強さが大きくなり過ぎると、逆に被削性が大幅に低下し、部品製造時の生産性が低下して製造コストの増加を招くといった問題が生じる。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、被削性を低下させることなく従来の非調質鋼に比べて高い疲労強度を有すると共に引張強さが70～100kgf/mm²程度の熱間鍛造非調質鋼を提供すると共に、この非調質鋼を用いて、熱間鍛造後放冷または衝風冷却のままで上述した特性を具備する鍛造品を効率よく製造する方法を提供しようとするものである。

【0006】

【課題を解決するための手段】 上記課題を解決することのできた本発明に係わる熱間鍛造非調質鋼は、鋼の成分組成がC：0.15～0.60%（質量%、以下同じ）、Si：0.05～2.5%、Mn：0.3～2.5%、S：0.01～0.10%、Cr：0.05～2.5%、V：0.05～0.5%、Al：0.01～0.060%、N：0.005～0.030%、O：

3

(3)

特開平9-143610

4

0.001~0.005%, 並びに残部: Fe および不
可避不純物からなり、該鋼を熱間鍛造した後の組織がフ
ェライト・パーライト組織を有すると共に、該パーライ
ト組織が平均粒度番号: 3.0 以上、パーライト中の平
均コロニーサイズ: 20 μm 以下、および平均ラメラ
間隔: 0.30 μm 以下の要件を満足するところに要旨
を有するものである。

【0007】本発明において、より高い疲労強度を得る
ことを目的として、更に Nb: 0.05% 以下 (0% を含
まない), Ti: 0.05% 以下 (0% を含まない), Mo:
1% 以下 (0% を含まない) および Ni: 1% 以下 (0
% を含まない) よりなる群から選択される少なくとも1
種を含有したり、或いはより一層の被剛性向上を図るこ
とを目的として、更に他の元素として Pb: 0.3% 以
下 (0% を含まない), Ca: 0.01% 以下 (0% を
含まない), Te: 0.3% 以下 (0% を含まない) お
よび Bi: 0.3% 以下 (0% を含まない) よりなる群
から選択される少なくとも1種を含有することは本発明
の好ましい実施態様である。

【0008】また、本発明の鍛造品の製造方法は、熱間
鍛造終了温度: 1000~1250℃、および800~
300℃における冷却速度: 0.1~5℃/sec に制
御することによって鍛造品を製造する方法において、上
述した成分組成を有する鋼を用いると共に、熱間鍛造時
の鋼材加熱温度 (T) が下記式を満足するところに要旨
を有するものである。

$$T(^{\circ}\text{C}) \geq (30400 / (20.5 - \log [V] \cdot [C]^n)) - 300$$

(式中、[] は各元素の質量% をそれぞれ意味する)

【0009】

【発明の実施の形態】本発明者らは、熱間鍛造後放冷ま
たは衝風冷却によって冷却した後の組織がフェライト・
パーライト組織となる従来の熱間鍛造非調質鋼の疲労強
度を向上させるべく、各種合金元素を様々な割合で添加
した非調質鋼を溶製し、丸棒に熱間鍛造した鍛造材 (こ
れらの鍛造材は、合金元素量の差異により焼入性が異な
り且つ金属組織も異なるものである) を作製すると共
に、一部鋼については、熱間鍛造条件を変化させること
により金属組織の異なる鍛造材を作製し、これらの鍛造
材を用いて疲労試験片を加工し、疲労試験および疲労亀
裂の観察を行うことにより、下記の知見を得た。

【0010】(1) 疲労亀裂は、ミクロ組織的に最も弱
いフェライト部分で発生するが、Si 量とN量の増加に
よる固溶強化とV量の増加による析出強化の両作用によ
り該フェライト部を強化することによって、硬さや引張
強度をあまり高めることなく疲労強度を大幅に向上させ
ることができる。

【0011】(2) 疲労亀裂が伝播する際、フェライト
とパーライトの界面とパーライト中のコロニーの境界部

で抵抗を受け、該亀裂が屈曲することが観察された。ま
た、疲労亀裂が上記コロニー中を進展する際、セメンタ
イト板とフェライトの界面を進展する場合もあるが、セ
メントイト板を切断しながら進展する場合も観察され
た。これらの観察結果を勘案した結果、疲労強度を高め
るにはパーライト組織が小さくなる際、単にパーライ
ト結晶粒径を小さくするのみならずパーライト中のコロ
ニー径や平均ラメラ間隔を小さくする方法、即ちパーラ
イト全体およびコロニーやラメラ間隔の細部組織に至
るまで細かく制御することが有効であることを見出し
た。

【0012】(3) 上記 (1) の知見内容に基づいて特
定された熱間鍛造非調質鋼を熱間鍛造・冷却して鍛造品
を製造する際、VやCの添加量に応じて鍛造加熱温度
(T) を特定することによって、加熱中にVが鋼中に完
全に固溶すると共に冷却中にVの炭化物が多量に析出し
てフェライト部を一層強化することができ、その結果、
疲労強度を大幅に向上させることができる。

【0013】本発明は、上記知見に基づいてなされたも
のであり、フェライト部を強化することのできる鋼中成
分組成を特定すると共に、鋼を熱間鍛造した後の組織
(フェライト・パーライト組織) におけるパーライト組
織の粒径等を細かく制御することによって、高レベルの
疲労強度を有する熱間鍛造非調質鋼を得ることに成功し
たものであり、更には、この様な鋼を用いて鍛造品を効
率よく製造することのできる方法を見出したのである。
以下、本発明において鋼の成分組成および金属組織の特
性を規定した理由、更には熱間鍛造時の鋼材加熱温度を
定めた理由を詳述する。

【0014】まず鋼材の化学成分を定めた理由について
説明する。

C: 0.15~0.60%

Cは、熱間鍛造・冷却後における鍛造品の金属組織 (フ
ェライト・パーライト) 中のパーライト量を増大させ、
鍛造品の強度を高める作用を有すると共に、V炭化物を
形成し、該炭化物の析出によるフェライト部の強度向上
作用を発揮させるのに必要な元素である。これらの作用
を有効に発揮させるためには0.15%以上含有させない
ければならない。好ましい下限値は0.20%である。し
かしながらC量が多くなり過ぎると、靱性が低下すると
共に被剛性も大幅に低下してくるので、その上限を0.
60%以下に抑えなければならない。好ましいC量は
0.50%以下である。

【0015】Si: 0.05~2.5%

Siは、鋼材溶製時の脱酸に有効に作用する他、鋼材の
フェライト地に固溶して熱間鍛造・冷却後の鍛造品を強
化するのに有効な元素であり、特に該鍛造品の耐力や疲
労強度の向上に有効に作用する。こうした作用を有効に
発揮させるには0.05%以上の添加が必要である。好
ましい下限値は0.15%である。しかしながらパー

40

30

50

(4)

特開平9-143610

5

添加すると被削性が大幅に低下するので、2.5%を上限とする。好ましい上限値は2.0%であり、より好ましいは1.50%である。

[0016] Mn: 0.3~2.5%

MnはSiと同様、鋼材溶製時の脱酸剤として有効な元素であり、また鍛造品のパーライト焼入れ性を高めてパーライト量を増大させると共に、パーライトの粒径とコロニーサイズを微細化し、平均ラメラ間隔を細かくして疲労強度の増大に大きく寄与する。こうした効果を有効に発揮させると共に、本発明における他の主要合金元素量を考慮しつつ引張強さ: 70 kgf/mm^2 以上の高強度を得るには、少なくとも0.3%以上添加する必要がある。好ましい下限値は0.50%である。しかしながら過剰に添加すると、熱間鍛造後の金属組織中にベイナイトが生成し、引張強さは増大するものの疲労強度の向上がほとんど得られず、且つ被削性に悪影響を及ぼす様になるので、その上限を2.5%以下に抑えなければならない。好ましい上限値は2.0%である。

[0017] S: 0.01~0.10%

Sは被削性向上作用を有すると共に、MnSを生成し且つ鍛造後の冷却時にフェライトの核生成を促進して、パーライトの粒径とコロニーサイズを微細化させるのに有用な元素である。この様な作用を有効に発揮させるには0.01%以上添加する必要がある。好ましい下限値は0.02%である。しかしながら過剰に添加すると靱性に悪影響を及ぼす様になり、且つ疲労強度も低下するので、その上限を0.10%にする。疲労強度と被削性を共に確保するための好ましい上限値は0.07%である。

[0018] Cr: 0.05~2.5%

Crは、前記Mnと同様にパーライト焼入れ性を高めて疲労強度を向上させる元素である。こうした効果を有効に発揮させると共に、本発明における他の主要合金元素量を考慮しつつ引張強さ: 70 kgf/mm^2 以上の高強度を得るには、少なくとも0.05%以上添加する必要がある。好ましい下限値は0.20%である。しかし2.5%を超えて過剰に添加すると、鍛造品の金属組織中にベイナイトが生成し、引張強さは増大するものの疲労強度の向上はほとんど認められず、また被削性にも悪影響を及ぼす様になるので、その上限を2.5%とする。疲労強度と被削性を共に確保するための好ましい上限値は1.00%である。

[0019] V: 0.05~0.5%

Vは炭化物または窒化物を形成してオーステナイト結晶粒を微細化するのに有効な元素であると共に、V炭化物がフェライト中に析出して疲労破壊の起点となるフェライト地を強化し、疲労強度を向上させる元素である。この様な効果を有効に発揮させるには0.05%以上添加する必要がある。好ましい下限値は0.1%である。しかしながら0.5%を超えて添加しても上記効果が飽和

6

するだけで無駄であるので、その上限を0.5%とする。好ましい上限値は0.4%である。

[0020] Al: 0.01~0.060%

Alは、鋼材溶製時の脱酸元素として有効に作用するほか、窒化物の生成によってオーステナイト結晶粒を微細化して靱性向上に寄与するものである。こうした効果を有効に発揮させるには0.01%以上添加する必要がある。好ましい下限値は0.015%である。しかし過剰に添加するとオーステナイト結晶粒が却って粗大化して靱性に悪影響を及ぼす様になるので、その上限を0.060%にする必要がある。好ましい上限値は0.040%である。

[0021] N: 0.005~0.030%

Nは、前記V等の窒化物形成元素と結合してオーステナイト結晶粒を微細化するのに有効な元素であると共に、フェライト中に固溶してフェライト部を強化し、耐力や疲労強度を向上させる元素である。この様な効果を有効に発揮させるには0.005%以上添加する必要がある。好ましい下限値は0.006%である。しかしながら過剰に添加してもその効果が飽和するだけで無駄であるので、その上限を0.030%とした。好ましい上限値は0.020%である。

[0022] O: 0.001~0.005%

Oは酸化物を生成して疲労強度を低下させるため、その含有量を極力少なくすることが望ましいが、0.001%未満に制御しようとする製造コストが大幅に増加するので、その下限を0.001%にする。しかし0.005%を超えて添加すると、Al₂O₃やSiO₂等の酸化物系介在物が多量に生成して被削性が低下するため、その上限を0.005%とする。好ましい上限値は0.003%である。

[0023] 本発明に用いられる鋼は上記元素を必須成分とするものであるが、更に下記(i)および/または(ii)の群から選択される元素を選択的許容成分として含有させても良い。

[0024] (i) Nb: 0.05%, Ti: 0.05%, Zr: 0.1%, Mo: 1%およびNi: 1%よりなる群から選択される少なくとも1種(いずれの元素も0%を含まない) これらの元素は、いずれも疲労強度向上元素として有用である。以下、各元素について説明する。

[0025] Nb: 0.05%以下

Nbは、炭化物または窒化物を形成してオーステナイト結晶粒を微細化し、パーライトの粒径とコロニーサイズを小さくするのに有効な元素であり、且つ熱間鍛造の様な高温加熱処理を施す際には、添加したNbの一部が固溶して冷却時に析出強化することによって疲労強度を向上させる元素である。この様な効果を有効に発揮させるには0.005%以上の添加が好ましい。しかし0.05%を超えて過剰に添加してもその効果が飽和し無駄で

7

あるので、その上限を0.05%にすることが好ましい。

【0026】Ti:0.05%以下

Tiも前記Nbと同様、炭化物または窒化物を形成してオーステナイト結晶粒を微細化し、パーライトの粒度とコロニーサイズを小さくし、疲労強度を向上させるのに有効な元素である。この様な作用を有効に発揮させるには0.005%以上の添加が好ましいが、0.05%を超えて添加しても上記効果が飽和して無駄であるので、その上限を0.05%とすることが推奨される。

【0027】Zr:0.1%以下

Zrも前記NbやTiと同様、加熱時のオーステナイト結晶粒の成長を抑制する元素であり、疲労強度を改善する効果を発揮する。この様な効果を有効に発揮させるには0.001%以上の添加が好ましいが、0.1%を超えて添加してもその効果が飽和して無駄であるのでその上限を0.1%とすることが推奨される。

【0028】Mo:1%以下, Ni:1.00%以下

これらの元素は、共に靱性を損なうことなく疲労強度を増加させるのに有効な元素である。この様な作用を有効に発揮させるには、いずれも0.05%以上の添加が好ましいが、1%を超えて添加すると、ベイナイト組織が生成して疲労強度が大幅に低下するため、その上限を1%にすることが推奨される。

【0029】(ii) Pb:0.3%以下, Ca:0.01%以下, Te:0.3%以下およびBi:0.3%以下よりなる群から選択される少なくとも1種 (いずれの元素も0%を含まない)

上記元素は何れも被削性向上元素であり、そのうちZr, Ca, Te, Biは、MnSを粒状化して鍛造品の異方性を改善する作用を有しており、これらを上記の下限値以上含有させることによってそれらの効果を有効に発揮させることができる。しかしながら、各元素の含有量が上限値を超えて添加してもその効果が飽和して無駄である。

【0030】本発明の非調質鋼における鋼の化学組成は上述した通りであるが、該鋼を熱間鍛造した後の組織は、非調質鋼としてのフェライト・パーライト組織を有することは勿論のこと、更に以下に示す①~③の要件を満足するものである。

【0031】①パーライトの平均粒度番号(Gf粒度):3.0以上、②パーライトの平均コロニーサイズ:20μm以下および③平均ラメラ間隔:0.30μm以下即ち、上述した様に疲労亀裂が伝播する際、フェライトとパーライトの界面およびパーライト中のコロニーの境界部で抵抗を受け、亀裂が屈曲すると共に、疲労亀裂がコロニーのなかを進展する際、セメントナイト板とフェライトの界面を進展する場合もあるが、セメントナイト板を切断しながら進展する場合も観察されている。上記要件は、この様な観察結果を総合的に勘案した結

(5)

特開平9-143610

8

果、パーライト組織全体のみならずコロニーレベル及びラメラ間隔レベルにおいても細かく制御することによって所期の目的を達成しようとするものである。

【0032】尚、被削性を低下させることなく一層の疲労強度を図ることを目的として推奨される範囲は、パーライトの平均粒度番号:4.0以上(より好ましくは5.0以上)、平均コロニーサイズ:15μm以下(より好ましくは10μm以下)、および平均ラメラ間隔:0.25μm以下(より好ましくは0.20μm以下)である。

【0033】次に、本発明の鍛造品製造方法における要件の限定理由について説明する。まず、上記鋼を用いて熱間鍛造するに当たっては、熱間鍛造時の鋼材加熱温度(T)が上記式を満足することが必要であり、本発明の製造方法は、この様に上記鋼材加熱温度をV濃度やC濃度に応じて特定したところに最大の特徴を有するものである。

【0034】即ち、鋼材加熱温度をV濃度やC濃度に基づいて設定することによって、上述したV炭化物によるフェライト部の析出強化作用を十分に発揮させることができるのである。上記式の範囲外では、オーステナイト中にVが完全に固溶しないため、鍛造後の放冷または衝風冷却等の調整冷却時に上述した析出強化作用が有効に発揮されず、疲労強度の向上作用が十分得られなくなる。尚、本発明においては、その上限は特に規定するものではないが、1350℃を超えると粒界酸化を生じ、結晶粒が必要以上に粗大化するため、その上限を1350℃以下(より好ましくは1300℃以下)にすることが好ましい。

【0035】次に、鍛造終了温度は1000~1250℃の範囲内に制御する。その上限が1250℃を超えるとオーステナイト結晶粒が粗大化し、パーライトの粒径とコロニーサイズが粗大化し、疲労強度の低下を招く。好ましい上限値は1200℃である。一方、1000℃未満になると、鍛造加熱時におけるNbやVの固溶能が低下して冷却時の析出強化作用が低下したり、或いは変形抵抗が大きくなって金型寿命が大幅に低下する。好ましい下限値は1050℃である。

【0036】この様にして熱間鍛造を施してから所定の形状に成形加工した後、800~300℃の温度領域を0.1~5℃/secの冷却速度で空冷または衝風冷却する。この温度領域における冷却速度が0.1℃/sec未満になると、初析フェライトの体積率が増大し疲労強度が低下すると共に、フェライト中で析出するV炭化物が凝集してしまい、フェライトの強度を増加させることのできる微細なV炭化物の量が減少し、疲労強度の向上効果を十分に発揮させることができない。下限値として好ましいのは0.3℃/secである。一方、冷却速度が5℃/secを超えると組織中にベイナイトが生成して疲労強度が低下すると共に、冷却後に割れや歪み

(6)

特開平9-143610

9

10

を生じ易くなる。上限値として好ましいのは3℃/secである。

【0037】次に実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前後記の趣旨に適合し得る範囲で変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

【0038】

【実施例】

実施例1

表1および表2に示す化学組成の鋼を真空炉または生産炉で溶製した後、熱間鍛造によってφ70mmの丸棒に鍛伸してから200mmの長さに切断した。次いで、1

300℃に加熱した後、鍛造終了温度1150℃でφ50mmに熱間鍛造し、その後空冷した。尚、No.29はJISのSCR440に相当する鋼であり、φ50mmの丸棒に鍛造した後、焼入れ・焼戻し処理（調質処理）を施したものであり、調質鋼の例とした。

【0039】この様にして得られた各丸棒からL方向のD/4部を切削加工した後、JIS4号引張試験片、JIS3号衝撃試験片、JIS1号回転曲げ疲労試験片を採取し、室温にて各々試験を行った。得られた結果を夫々表3および表4に示す。

【0040】

【表1】

No.	化 学 成 分 (mass%)															
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Al	N	O	Nb	Ti	Mo	Ni	Pb	Cu
1	0.35	0.26	1.25	0.015	0.056	0.35	0.221	0.033	0.010	0.0030	—	—	—	—	—	—
2	0.24	0.24	1.57	0.014	0.054	0.32	0.218	0.030	0.008	0.0022	—	—	—	—	—	—
3	0.46	0.26	0.95	0.012	0.048	0.30	0.211	0.028	0.008	0.0021	—	—	—	—	—	—
4	0.33	1.46	0.81	0.016	0.051	0.37	0.201	0.029	0.007	0.0022	—	—	—	—	—	—
5	0.21	0.25	1.69	0.012	0.059	0.05	0.211	0.029	0.008	0.0016	—	—	—	—	—	—
6	0.21	0.24	0.32	0.011	0.025	2.02	0.144	0.033	0.005	0.0016	—	—	—	—	—	—
7	0.32	0.25	1.24	0.013	0.055	1.01	0.112	0.025	0.013	0.0025	—	—	—	—	—	—
8	0.34	0.28	0.33	0.014	0.090	0.15	0.442	0.019	0.008	0.0011	—	—	—	—	—	—
9	0.33	0.25	1.32	0.015	0.053	0.34	0.208	0.031	0.016	0.0012	—	—	—	—	—	—
10	0.39	0.24	1.29	0.014	0.049	0.33	0.233	0.029	0.009	0.0028	0.039	—	—	—	—	—
11	0.32	0.26	1.30	0.016	0.051	0.30	0.243	0.022	0.012	0.0013	—	0.011	—	—	—	—
12	0.33	0.25	1.21	0.011	0.052	0.43	0.201	0.025	0.008	0.0009	—	—	0.07	—	—	—
13	0.31	0.26	1.25	0.021	0.045	0.32	0.211	0.028	0.008	0.0011	—	—	—	0.08	—	—
14	0.33	0.23	1.39	0.018	0.059	0.30	0.242	0.035	0.009	0.0021	—	—	—	—	0.17	—
15	0.33	0.21	1.29	0.017	0.053	0.36	0.208	0.022	0.013	0.0023	—	—	—	—	0.17	0.002
16	0.32	0.22	1.26	0.013	0.056	0.29	0.237	0.026	0.011	0.0014	—	0.016	—	—	0.16	—

本発明例

【0041】

【表2】

No.	化 学 成 分 (mass%)															
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Al	N	O	Nb	Ti	Mo	Ni	Pb	Cu
17	0.14	0.26	1.46	0.013	0.053	1.01	0.102	0.030	0.005	0.0031	—	—	—	—	—	—
18	0.64	0.25	0.99	0.013	0.054	1.11	0.049	0.028	0.007	0.0021	—	—	—	—	—	—
19	0.33	2.99	1.25	0.011	0.053	0.35	0.221	0.022	0.011	0.0011	—	—	—	—	—	—
20	0.26	0.24	0.11	0.011	0.044	1.50	0.150	0.020	0.007	0.0013	—	—	—	—	—	—
21	0.21	0.24	2.68	0.015	0.048	0.95	0.175	0.031	0.006	0.0014	—	—	—	—	0.14	0.003
22	0.30	0.24	1.26	0.011	0.005	0.34	0.202	0.031	0.013	0.0011	—	—	—	—	—	—
23	0.31	0.26	1.29	0.016	0.115	0.45	0.212	0.029	0.009	0.0015	—	—	—	—	—	—
24	0.30	0.23	0.90	0.013	0.046	2.74	0.152	0.026	0.012	0.0022	—	—	—	—	0.19	—
25	0.33	0.26	1.25	0.015	0.060	0.30	0.071	0.020	0.008	0.0010	—	—	—	—	—	—
26	0.25	0.24	0.46	0.020	0.055	0.15	0.510	0.019	0.009	0.0015	—	—	—	—	0.18	0.002
27	0.34	0.23	1.21	0.015	0.058	0.02	0.221	0.065	0.011	0.0013	—	—	—	—	—	—
28	0.31	0.26	1.49	0.015	0.049	0.44	0.151	0.029	0.005	0.0015	—	—	—	—	—	—
29	0.28	0.23	1.18	0.016	0.049	0.55	0.210	0.029	0.008	0.0005	—	—	—	—	—	—
30	0.29	0.25	1.22	0.014	0.055	0.31	0.223	0.032	0.033	0.0016	—	—	—	—	—	—
31	0.37	0.18	0.77	0.011	0.014	1.06	—	0.018	0.006	0.0020	—	—	—	—	—	—
32	0.44	0.25	0.87	0.012	0.021	0.12	0.094	0.015	0.009	0.0021	—	—	—	—	—	—

比較例

従来例

(7)

特開平9-143610

11

12

【0042】

【表3】

No.	パーライト 粒度 (μ 粒度)	パーライトコ ロニーサイズ (μ m)	ラメラ 間隔 (μ m)	(T)	800 ~ 300 $^{\circ}$ Cの 平均冷却速度 ($^{\circ}$ C/sec)	引張強さ (kgf/mm^2)	衝撃値 ($\text{kgf} \cdot \text{m}/\text{cm}^2$)	σ_w (kgf/mm^2)	疲れ限度比 (σ_w/TS)	組織	
1	5.8	10	0.20	1175	0.38	96.1	5.1	50	0.52	F+P	本発明鋼
2	6.0	9	0.22	1180	0.38	92.6	5.6	52	0.56	F+P	
3	5.7	12	0.26	1164	0.38	95.9	4.6	49	0.51	F+P	
4	5.7	12	0.23	1175	0.38	94.4	4.8	62	0.55	F+P	
5	6.1	8	0.13	1181	0.38	88.6	5.8	54	0.61	F+P	
6	5.1	8	0.14	1181	0.38	89.4	5.0	63	0.53	F+P	
7	5.6	14	0.23	1174	0.38	95.5	5.0	48	0.50	F+P	
8	5.8	13	0.23	1179	0.38	97.7	4.9	55	0.60	F+P	
9	5.5	16	0.26	1176	0.38	93.8	5.4	51	0.54	F+P	
10	6.0	10	0.21	1176	0.38	90.9	5.2	52	0.54	F+P	
11	6.1	9	0.18	1177	0.38	97.1	5.1	52	0.54	F+P	
12	5.9	12	0.19	1175	0.38	95.3	5.3	53	0.55	F+P	
13	5.9	11	0.19	1177	0.38	96.8	5.3	52	0.54	F+P	
14	5.8	13	0.21	1177	0.38	99.3	4.9	60	0.50	F+P	
15	5.9	14	0.22	1178	0.38	93.3	5.2	50	0.54	F+P	
16	6.0	11	0.25	1178	0.38	94.2	5.5	51	0.54	F+P	

【0043】

20 【表4】

No.	パーライト 粒度 (μ 粒度)	パーライトコ ロニーサイズ (μ m)	ラメラ 間隔 (μ m)	(T)	800 ~ 300 $^{\circ}$ Cの 平均冷却速度 ($^{\circ}$ C/sec)	引張強さ (kgf/mm^2)	衝撃値 ($\text{kgf} \cdot \text{m}/\text{cm}^2$)	σ_w (kgf/mm^2)	疲れ限度比 (σ_w/TS)	組織	
17	6.0	11	0.14	1182	0.38	82.9	6.0	34	0.41	F+P	比較鋼
18	5.3	11	0.28	1080	0.38	112.3	3.1	44	0.39	F+P+M	
19	5.4	13	0.26	1176	0.38	128.0	2.2	54	0.43	F+P+M	
20	4.2	31	0.33	1179	0.38	79.8	5.3	37	0.47	F+P	
21	5.9	14	0.18	1181	0.38	132.4	2.1	59	0.45	F+P+M	
22	2.6	30	0.40	1176	0.38	92.5	3.8	38	0.41	F+P	
23	5.4	9	0.24	1177	0.38	89.1	3.7	36	0.40	F+P	
24	5.1	12	0.25	1177	0.38	131.3	2.4	59	0.45	F+P+M	
25	5.3	21	0.32	1171	0.38	68.1	8.5	31	0.46	F+P	
26	5.8	18	0.28	1182	0.38	121.9	1.6	50	0.41	F+P	
27	3.6	28	0.31	1176	0.38	83.4	4.6	37	0.44	F+P	
28	2.8	33	0.44	1176	0.38	90.6	4.4	36	0.40	F+P	
29	5.9	18	0.31	1179	0.38	82.6	3.1	39	0.42	F+P	
30	5.7	10	0.26	1178	0.38	95.7	4.0	48	0.50	F+P	
31	-	-	-	-	-	95.6	11.1	45	0.47	M	従来鋼
32	-	-	-	-	-	86.4	3.8	39	0.45	F+P	

【0044】これらの結果から以下の様に考察することが
 ができる。No. 1 ~ 16は本発明の規定要件を全て満足
 する実施例であり、引張強さ及び疲労強度 (σ_w) の何
 れも高い値を示しており、且つ、これらの数値は、従来
 鋼 (No. 31) の焼入れ・焼戻し材と比較しても同等若
 しくはそれ以上の高値を有しており、従来の非調質鋼
 (No. 32) と比較しても大幅に改善されていることが
 分かる。更に本発明鋼では、前記従来鋼と比較鋼に比
 べて疲れ限度比 (σ_w/TS) が全て高い。このことは、
 引張強さをあまり高めることなく疲労強度のみを向上す
 ることが可能であることを意味するものである。

【0045】これに対して、No. 17はC量が本発明で

規定する下限値より低いため疲労強度が低い。また、N
 o. 18はC量が本発明の上限値を超えるため引張強さが
 高くなり過ぎると共に、得られた組織もフェライト・パ
 ーライト組織の他にベイナイト組織が混在したものにな
 っている。No. 19はSi量が多いため引張強さが高くな
 り過ぎると共に、得られた組織もフェライト・ベイナ
 イト・マルテンサイト組織になっている。

【0046】No. 20はMnが少なく且つパーライトコロ
 ニーサイズおよびラメラ間隔が共に本発明で規定す
 る上限値を超えるため疲労強度が低くなり、No. 21
 は、逆にMn量が多いため引張強さが高く衝撃値が低
 くなる他、フェライト組織以外に、ベイナイト組織やマ

(8)

特開平9-143610

13

ルテンサイト組織も混在していた。

【0047】No. 22はS量が少ないためパーライト粒度が粗くなり且つパーライトコロニーサイズおよびラメラ間隔が上限値を超えるため疲労強度が高い例であり、一方、No. 23はS量が多いために衝撃値および疲労強度の両方が低下している。No. 24は、Cr量が多いため引張強さが高くなり過ぎると共に衝撃値も低く、得られた組織もベイナイトやマルテンサイト組織が混在したものになっている。

【0048】No. 25は、V量が少なく且つパーライトコロニーサイズやラメラ間隔が上限値を超えるため疲労強度が低く、一方No. 26はV量が多いため疲労強度向上効果が飽和している例である。No. 27はCr量が少なく且つAlが多く、パーライトコロニーサイズおよびラメラ間隔が上限値を超えており、そのため疲労強度が低い。

【0049】No. 28はNが少なくパーライト粒度等も全て粗いため析出効果が十分でなく、従って疲労強度も低く、一方No. 30はNを過剰に添加しており、その効

14

果が飽和している。No. 29はO量が多くて Al_2O_3 が多量に生成されるため、衝撃値および疲労強度の両方が低い。

【0050】実施例2

表5に示す化学組成の鋼を真空炉で溶製した後、熱間鍛造によってφ70mmの丸棒に鍛伸してから200mmの長さに切断した。次いで、1300℃に加熱した後、鍛造終了温度1000～1260℃でφ50mmに熱間鍛造し、その後、800～300℃の平均冷却速度を0.05～10℃/secの範囲で変化させながら冷却した。この様にして得られた各丸棒からL方向のD/4部を切削加工した後、実施例1と同様にして種々の特性を評価した。その結果を表6に示す。尚、本実施例に用いられる鋼組成を上記式に代入して得られる熱間鍛造時の加熱温度(T)は1175℃であり、本実施例における鋼材加熱温度1300℃は本発明の範囲内である。

【0051】

【表5】

No.	化 学 成 分 (mass%)									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Al	N	O
1	0.35	0.20	1.25	0.015	0.055	0.35	0.221	0.033	0.010	0.0030

【0052】

【表6】

No.	鋼材加熱温度 (℃)	鍛造終了温度 (℃)	引張強さ TS (kgf/cm ²)	衝撃値 (kgf・m/cm ²)	疲れ限度 σw (kgf/cm ²)	疲れ限度比 σw/TS (σw/TS)	800～300℃の平均冷却速度 (℃/sec)	パーライト 粒度 (μm)	パーライトコロニー サイズ (μm)	ラメラ 間隔 (μm)	組織	区分
1	1300	1150	96.1	5.1	50	0.52	0.38	5.8	10	0.20	F+P	本発明法
2	1300	1150	120.5	2.2	55	0.46	10	—	—	—	B+M	比較法
3	1300	1150	91.0	3.2	38	0.42	0.05	5.5	14	0.25	F+P	比較法
4	1300	1000	90.2	5.3	40	0.54	0.38	6.5	9	0.19	F+P	本発明法
5	1300	1200	97.5	4.7	51	0.52	0.38	3.4	16	0.16	F+P	本発明法
6	1300	1260	95.5	3.2	38	0.39	0.38	1.7	35	0.45	F+P	比較法

【0053】表6から明らかな様に、本発明の要件を満たすNo. 1、No. 4およびNo. 5は引張強さ及び疲労強度が高く、疲れ限度比も高い。これに対して、冷却速度の大きいNo. 2では、ベイナイト・マルテンサイト組織が得られ、引張強さが高くなり過ぎると共に衝撃値も低い。また、No. 3は冷却速度の遅い例、No. 6は鍛造終了温度が高い例であり、いずれも衝撃値、疲れ限度お

よび疲れ限度比が低い。

【0054】実施例3

前記表5に示す化学組成の鋼を真空炉で溶製した後、熱間鍛造によってφ70mmの丸棒に鍛伸してから200mmの長さに切断した。次いで、1100～1300℃に加熱した後、鍛造終了温度1000℃でφ50mmに熱間鍛造し、その後、800～300℃の平均冷却速度

(9)

特開平 9-143610

15

16

を $0.38^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ で冷却した。この様にして得られた各丸棒から L 方向の $D/4$ 部を切削加工した後、実施例 1 と同様にして粒々の特性を評価した。その結果を表 7 に示す。尚、本実施例に用いられる鋼組成を上記式に

代入して得られる熱間鍛造時の加熱温度 (T) は 1175°C である。

【0055】

【表 7】

No.	鋼材加熱温度 ($^{\circ}\text{C}$)	鍛造加熱温度 ($^{\circ}\text{C}$)	引張強さ TS (kgf/mm^2)	衝撃値 ($\text{kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$)	疲れ限度 σ_w (kgf/mm^2)	疲れ限度比 σ_w/TS	800 ~ 300 $^{\circ}\text{C}$ の平均冷却速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)	パーライト 粒度 (Gr 程度)	パーライトコロニーサイズ (μm)	ラメラ間隔 (μm)	組織	区分
1	1300	1000	90.2	5.3	49	0.54	0.38	5.6	9	0.18	F+P	本発明法
2	1200	1000	92.1	5.6	48	0.53	0.38	6.7	8	0.17	P+P	本発明法
3	1150	1000	85.4	4.1	39	0.46	0.38	7.2	11	0.13	F+P	比較法
4	1100	1000	82.7	4.0	37	0.46	0.38	7.3	12	0.15	F+P	比較法

【0056】表 7 から明らかな様に、本発明の要件を満足する No. 1 および No. 2 では、引張強さ及び疲れ限度が高く、疲れ限度比も高い。これに対して、No. 3 およ

【0057】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、被

削性を低下させることなく従来の非調質鋼に比べて高い疲労強度を有すると共に引張強さが $70 \sim 100 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ 程度の熱間鍛造非調質鋼を提供することができた。そして、本発明の製造方法を用いれば、熱間鍛造後放冷または衝風冷却のままで上述した特性を有する鍛造品を効率よく製造することができた。

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☒ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☐ FADED TEXT OR DRAWING
- ☐ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☒ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.